

กระบวนการอบอ่อนหลังความเครียดต่ำ-หนึ่งขั้น สำหรับการเพิ่ม สัดส่วนขอบเกรนแบบ low- Σ CSLB ในเหล็กกล้าไร้สนิม 316L

Single-Step Small Strain Annealing for Low- Σ CSLB

Fraction Enhancement in 316L Austenitic Stainless Steels

อัญชลี บุญเลิศ อรุณา สันตวิธ* กรรณชัย กัลยาศิริ** ปัญญา ชันธุ์สุวรรณ

ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

*ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ

**ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

บทคัดย่อ

บทความนี้มีวัตถุประสงค์ เพื่อศึกษาผลกระทบของกระบวนการอบอ่อนหลังความเครียดต่ำ-หนึ่งขั้น ในเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ต่อการเพิ่มสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ Low- Σ coincident site lattice boundary ที่มีค่าซิกม่าอยู่ระหว่าง 3 ถึง 37 ตามเงื่อนไขของ Brandon โดยใช้เทคนิค Electron back scatter diffraction ผลการทดลองพบว่าการให้ความเครียดประมาณ 3% กับชิ้นงานก่อนการอบอ่อนที่ 1000°C สามารถเพิ่มสัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ (F_{SB}) จากค่าเฉลี่ยตลอดความหนาชิ้นงานเดิม 23.6% เป็น 34.5% นอกจากนี้ผลการวัดการกระจายตัวของขอบเกรนแต่ละชนิด (GBCD) ยังแสดงถึงปฏิสัมพันธ์กับการกระจายตัวความเครียดถาวรภายในชิ้นงาน เมื่อเทียบกับผลการกระจายตัวความเครียดถาวรด้วยระเบียบวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์

คำสำคัญ : วิศวกรรมขอบเกรน, โคออดิเนตไซต์แลตติส, เหล็กกล้าไร้สนิม 316L

Abstract

This research aims to study the effect of one-step small strain annealing process to enhance the length fraction of special grain boundary (F_{SB}) in 316L austenitic stainless steel. Special grain boundaries were defined by low sigma value ($\Sigma 3$ - $\Sigma 27$) and their length fraction in the materials was evaluated by embedded software of SEM equipped with EBSD capability. Brandon's criterion was employed to distinguish type of grain boundary according to Coincident Site Lattice (CSL) model. The result indicated that 3% pre-strain followed by 1000°C annealing gave a possible increment of F_{SB} from 23.6 to 34.5%. Even though the increment was not satisfactory when compared to other publications this work proposed a possibility to implement FEM simulation to assess the influence of plastic strain variation across the cross section area of the deformed samples to the distribution of Grain boundary character distribution (GBCD).

Keywords : Grain boundary engineering, Coincident Site Lattice, Thermomechanical-process, SS316L

1. บทนำ

วัสดุโครงสร้างในอุตสาหกรรมส่วนใหญ่เป็นวัสดุประเภทพหุผลึก ประกอบด้วยโครงสร้างของหลายผลึกเชื่อมต่อกันเป็นวัสดุก้อน โดยแต่ละผลึกเรียกว่า “เกรน” แต่ละเกรนจะมีแกนผลึกเฉพาะ เมื่อเกรน 2 เกรนที่มีทิศทางผลึกแตกต่างกันมาเชื่อมต่อกัน จะเกิดพื้นที่ระหว่างเกรน แบบข้อบกพร่อง 2 มิติ เรียกว่า “ขอบเกรน” ณ บริเวณนี้ อะตอมจะเรียงตัวเบี่ยงเบนไปจากโครงสร้างผลึก [1] มีความหนาของชั้นประมาณ $5-10\text{ Å}$ [2] แม้ว่าสัดส่วนโดยปริมาตรของขอบเกรนจะต่ำมาก แต่พฤติกรรมมหภาคบางอย่างของวัสดุกลับถูกกำหนดโดยพฤติกรรมของอะตอมในบริเวณขอบเกรน ดังนั้นความเข้าใจพฤติกรรมของอะตอมในบริเวณขอบเกรน จึงมีบทบาทอย่างยิ่งในการพัฒนาวัสดุวิศวกรรม เมื่อพฤติกรรมนั้นถูกกำหนดด้วยกลไกของอะตอมที่ขอบเกรน

ขอบเกรนมีพลังงานอิสระต่อหนึ่งหน่วยพื้นที่สูงกว่าพื้นที่ระนาบใดๆของผลึกสมบูรณ์ธาตุเดียว ทั้งนี้เนื่องจากอะตอมบริเวณขอบเกรนจะเรียงตัวแบบอสัณฐาน มีระยะห่างระหว่างอะตอมโดยเฉลี่ยเพิ่มขึ้นจากระยะห่างระหว่างอะตอมภายในผลึก ทำให้พลังงานพันธะและความเค้นยึดหยุ่นสะสมภายในของโลหะสูงขึ้นด้วย ผลรวมของพลังงานเหล่านี้จะมีค่าแตกต่างกันไปตามมุมที่แกนผลึกทั้ง 2 ทำต่อกัน ขอบเกรนที่มีการเรียงตัวของอะตอมอยู่เข้าสู่ความเป็นผลึกจะมีพลังงานขอบเกรนต่ำ และถูกจัดให้เป็นขอบเกรนชนิดพิเศษ [3, 4] แม้ว่าได้มีการนำเสนอเงื่อนไขดังกล่าวมาก่อนหน้านี้แล้ว แต่แนวความคิดในการเพิ่ม F_{SB} ก็ยังไม่ได้ได้รับความสนใจเท่าที่ควร จนกระทั่งในปี 1988 กระบวนการทางความร้อน-ทางกลได้เพิ่ม F_{SB} ขึ้นจนปรับปรุงคุณสมบัติวัสดุได้สำเร็จ จึงเริ่มนิยามกระบวนการนี้ว่า “วิศวกรรมขอบเกรน” ผลของวิศวกรรมขอบเกรนได้เพิ่มความแข็งแรงความเค้นและการยึดอายุการแตกหักเนื่องจากความเค้น [5-7] การลดการแตกตามขอบเกรนจากการลัดกร่อน [8, 9] การเพิ่มความสามารถในการรับพลังงานก่อนการแตกหัก [10] และการยับยั้งการเกิดเซนต์ไทเทเนียมในเหล็กกล้าไร้สนิมได้อีกด้วย [11, 12]

แบบจำลองโครงสร้างอะตอมภายในขอบเกรนมีหลายชนิด แต่ได้รับความสนใจสูงสุดคือแบบจำลอง CSL เนื่องจากข้อมูลของขอบเกรนสามารถวัดได้โดยตรงด้วยเทคนิค EBSD ซึ่งในปัจจุบัน EBSD ก็เป็นเทคนิคมาตรฐานสำหรับ SEM ที่จะต้องติดตั้งไว้ ขอบเกรนแบบ CSL ยังสามารถแบ่งออกได้อีก 3 ประเภท ได้แก่ (1) Low angle GBs (LAGBs) ซึ่งมีมุมเบี่ยงเบนระหว่างแกนผลึกต่ำกว่า 15° (2) Low- Σ CSLBs ซึ่งมีค่าซิกมาอยู่ตั้งแต่ 3 ถึง 37 หรือขอบเกรนพิเศษ และ (3) High Angle GBs (HAGBs) ซึ่งมีค่าซิกมามากกว่า 37 โดยที่ค่าซิกมาหาได้จากสัดส่วนโดยปริมาตรของหนึ่งหน่วยเซลล์ขอบเกรนต่อปริมาตรของหนึ่งหน่วยเซลล์ผลึก

ค่า F_{SB} ของโลหะผลึกแบบ FCC สามารถถูกวิศวกรรมขอบเกรนให้มีค่าได้สูงถึง 85% ในเหล็กกล้าไร้สนิม 304 [13] และ 316 [9] ด้วยการอบอ่อนหลังความเครียดต่ำ-หนึ่งชั้น กระบวนการนี้เป็นกระบวนการที่ได้รับความนิยมประกอบด้วย 2 ปัจจัยหลัก ได้แก่ (1) ค่าพลังงานสะสมความเครียดยืดหยุ่น ที่เกิดจากการเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างถาวร (2) การอบอ่อน หรือกระบวนการทางความร้อน ที่กระตุ้นให้มีการจัดเรียงตัวของอะตอมที่ขอบเกรนใหม่ ได้โครงสร้างพลังงานต่ำ ไปพร้อมกับพลังงานความเครียดยืดหยุ่นที่ลดลง และในงานวิจัยนี้ เราได้แสดงผลการวิศวกรรมขอบเกรนต่อเหล็กกล้าไร้สนิม 316L ซึ่งยังไม่ได้มีการศึกษามาก่อน นอกจากนี้ผลของการกระจายตัวของชนิดขอบเกรนจะถูกแปลผลร่วมกับผลการวิเคราะห์การกระจายตัวของความเครียดแบบถาวรสะสม ด้วยระเบียบวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์ ข้อมูลที่ได้บ่งบอกถึงระดับความหนาแน่นของดิสโลเคชันในส่วนต่างๆ เพื่อเพิ่มความเข้าใจต่อผลกระทบของระดับความเครียดต่อกระบวนการวิศวกรรมขอบเกรน

2. วิธีการทดลอง

การทดลองเริ่มจากการเตรียมโครงสร้างจุลภาคของ SS316L (As-received) มีส่วนประกอบทางเคมี 0.02 C, 17.00 Cr, 10.02 Ni, 2.02 Mo, 1.50 Mn, 0.28 Si, 0.03 P, Fe-Balance (wt%) ชิ้นงานจะถูกอบเพื่อละลายสารมลทินที่ 1100°C เป็นเวลา 1.5 ชม. เพื่อให้ได้โครงสร้าง (Based

Materials, BM) หลังกลึงผิวด้วยการเย็นตัวในน้ำ ก่อนนำไปตัดเป็นชิ้นงานทดสอบ 8x10x25 มม. สำหรับการรีดเย็นแบบลดความหนา (Thickness reduction, TR) ให้มีพลังงานสะสมจากการเปลี่ยนแปลงรูปร่างอย่างถาวร ชิ้นงาน 3 ชิ้นแรกจะถูกรีดด้วยความเครียดต่ำที่ 3%TR ตามด้วยการอบคืนตัวที่ 900, 1000, 1100°C เป็นเวลา 30 นาที และเย็นตัวในน้ำ ทั้งนี้แต่ละชิ้นงานจะถูกประเมินค่า F_{SB} โดยเทคนิค EBSD เพื่อระบุอุณหภูมิการอบที่ทำให้ค่า F_{SB} สูงสุดแล้ว เพื่อการทดลองซ้ำที่อุณหภูมินั้นในการอบชิ้นงานอีก 2 ชิ้นงาน หลังรีดเย็นที่ 5 และ 10% TR

โครงสร้างจุลภาคจะถูกตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องแสง และโครงสร้างขอบเกรนด้วย Orientation

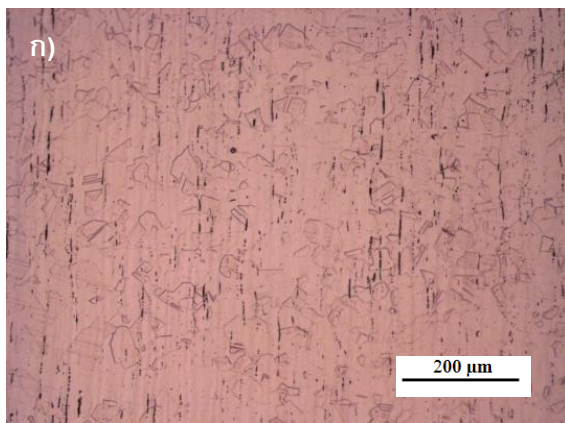
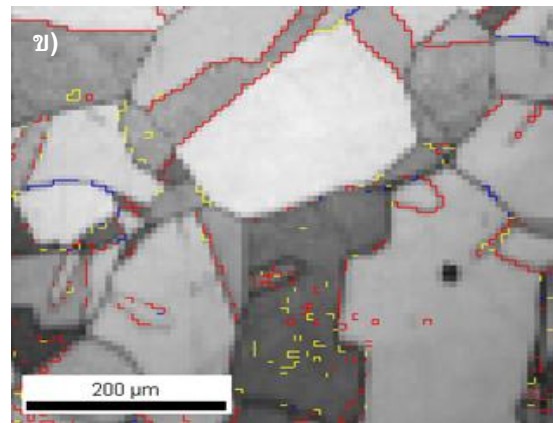


Image Microscope ยี่ห้อ EDAX ที่มาพร้อมกันกับเครื่อง SEM ยี่ห้อ Hitachi รุ่น S3400N โดยอาศัยหลักการหักเหของรังสีเอกซ์กับระนาบของผลึกที่ผิวโลหะ แถบการหักเห Kikuchi ที่ได้สามารถแปลผลกลับทางตัวเลข จนสามารถวิเคราะห์หาทิศทางของแกนผลึกที่กระทำต่อระนาบตั้งฉากพื้นผิวโลหะได้ เมื่อเปรียบเทียบค่าเหล่านี้ของแต่ละคู่เกรนที่อยู่ติดกัน ตามเงื่อนไขของ Brandon $\Delta\theta_{max} = 15\sqrt{\Sigma}^{-1/2}$ [14] เราจะได้ข้อมูลดิบนี้ของแต่ละขอบเกรนตลอดความหนา สำหรับวิเคราะห์ F_{SB} และ GBCD ร่วมกับผลการกระจายตัวค่าความเครียดถาวรตลอดความหนาหลังการรีดเย็นจากระเบียบวิธีไฟไนต์เอลิเมนต์

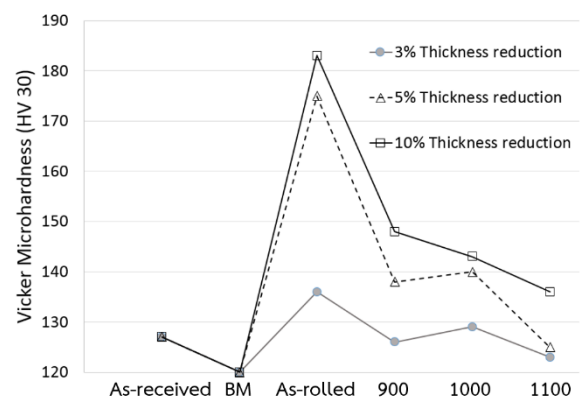


รูปที่ 1: โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน (BM) หลังกระบวนการละลายสารมลทิน
ก) ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องแสง ข) ด้วยกล้องจุลทรรศน์แสดงทิศทางแกนผลึก

3. ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

รูปที่ 1 แสดงโครงสร้างจุลภาค BM หลังละลายสารมลทิน มีค่า F_{SB} เริ่มต้น 23.6% และขนาดเกรนเฉลี่ย 130 μm เกรนและสารมลทินมีลักษณะปกติเรียวยาวตามแนวการรีด (แนวตั้ง) ความแข็งของชิ้นงานลดลงหลังอบอ่อนได้ค่าเริ่มต้น สำหรับการทดลองที่ 120 HV30 (รูปที่ 2) ซึ่งเป็นสถานะหลังการคลายความเครียด (recovery) ของโลหะ และค่าความแข็งจะสูงขึ้นตามเปอร์เซ็นต์การรีด และความหนาแน่นของดิสโลเคชันที่เกิดจากขอบเกรน โดยที่ดิสโลเคชันมักจะเกาะกลุ่ม ณ บริเวณขอบเกรนที่ระดับความเครียดต่ำ พร้อมจะสนับสนุนการเคลื่อนที่ของขอบเกรน เมื่อมีพลังงานทางความร้อนที่เหมาะสม ขณะที่ระดับความเครียดปานกลาง ดิสโลเคชันเหล่านี้จะย้ายเข้าสู่

ภายในเกรน เกาะพันกันเป็นผนังของ Sub-grains เมื่อได้รับระดับพลังงานความร้อนเพียงพอจะสามารถทำให้วัสดุเกิดการตกผลึกใหม่ได้



รูปที่ 2: ค่าความแข็งวิกเกอร์ (HV 30)

ตารางที่ 1 และรูปที่ 3 แสดงผลกระทบของอุณหภูมิการอบขึ้นงานต่อ GBCD หลังการอบอ่อนความเครียดต่ำหนึ่งขั้น ที่อาศัยความสัมพันธ์ระหว่าง 2 กลไก ในการเพิ่ม F_{SB} ให้ได้อย่างมีประสิทธิภาพระหว่างถูกกระตุ้นทางความร้อน นั่นคือ (1) กลไกยับยั้งการตกผลึกใหม่ ซึ่งจะลด F_{SB} และเพิ่ม HAGB แทน (2) กลไกส่งเสริมการเกิดใหม่ของขอบเกรนทวินแบบไม่ประกอบ (Incoherent twin boundary, $\Sigma 3_C$) และการเคลื่อนที่ของ $\Sigma 3_C$ ที่เร่งปฏิกิริยาระหว่างขอบเกรนยิ่งขึ้น ขณะเคลื่อนที่เช่นกัน ณ จุดตัดสามเกรน ประกอบกับปัจจัยส่งเสริมจากดิสโลเคชันที่เกาะอยู่

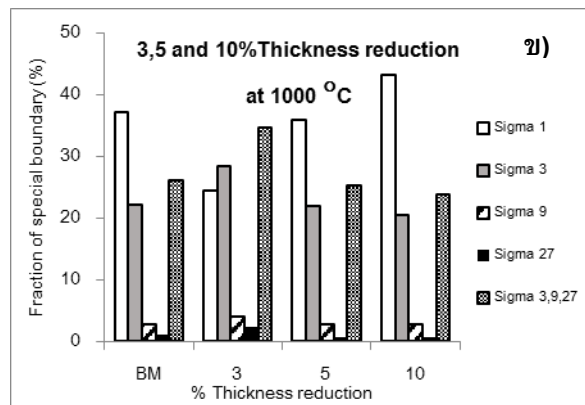
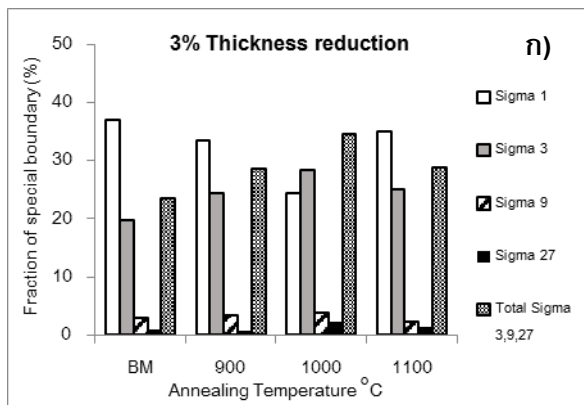
ตารางที่ 1: ผลการกระจายตัวของขอบเกรนจากกระบวนการทางความร้อนแต่ละแบบ *(ST แทนการอบละลายสารมลทิน)

ชิ้นงาน	กระบวนการทางความร้อนทางกล	สัดส่วนขอบเกรนชนิดพิเศษ (%)						
		$\Sigma 1$	$\Sigma 3$	$\Sigma 9$	$\Sigma 27$	$\Sigma 1+\Sigma 3+\Sigma 9+\Sigma 27$	$\Sigma 3+\Sigma 9+\Sigma 27$	$\Sigma 9+\Sigma 27$
BM	ST at 1100 °C X 1.5 h	37.1	19.7	2.9	1	60.7	23.6	3.9
2	ST+ 3%Cold rolled + 900 °C X 0.5h	33.5	24.5	3.5	0.7	62.2	28.7	4.2
3	ST+ 3%Cold rolled + 1000 °C X 0.5h	24.4	28.4	3.9	2.4	59.1	34.7	6.3
4	ST+ 3%Cold rolled + 1100 °C X 0.5h	35	25.1	2.3	1.4	63.8	28.8	3.7

เมื่อวัสดุที่มีพลังงานความเครียดสะสมภายในที่เหมาะสมถูกกระตุ้นทางความร้อน อะตอมจะมีความคล่องตัวสูงขึ้น ช่วยเร่งการจัดเรียงตัวใหม่ภายใน ได้โครงสร้างระดับพลังงานต่ำ โดยเฉพาะอย่างยิ่งอะตอมบริเวณขอบเกรนที่พร้อมจะจัดเรียงตัวใหม่ให้สอดคล้องกับอะตอมภายในผลึกใหม่มากที่สุด และกำจัดโครงสร้าง HAGB แหล่งพลังงานสูงที่ 1.2 J/m^2 ขณะที่ขอบเกรน $\Sigma 3_C$ และ $\Sigma 3_{IC}$ มีพลังงาน 0.01 J/m^2 และ $0.1-0.6 \text{ J/m}^2$ ตามลำดับ [16] อย่างไรก็ตาม การเปลี่ยนแปลงโครงสร้าง

ผลักดันให้อะตอมจัดเรียงตัวใหม่ในบริเวณที่เกยกันนั้น จนได้โครงสร้างขอบเกรนพิเศษ ซึ่งเป็นกลไกที่การเพิ่ม F_{SB} เรียกว่า Twin-induced GBE [15] ในการทำเงื่อนไขแรกให้เป็นจริง ความเครียดสะสมแบบยืดหยุ่นจากการเปลี่ยนรูปร่างอย่างถาวร ควรอยู่ในระดับต่ำกว่าค่าวิกฤตการตกผลึกใหม่ ซึ่งโดยทั่วไปสำหรับโลหะ FCC พบว่า ค่าความเครียดสะสมที่เหมาะสมจากการรีดเย็นจะอยู่ในช่วง 3-10%TR และในการทดลองนี้ก็เลือกความเครียดถาวรอยู่ในช่วงดังกล่าว (3, 5, 10% TR)

จาก HAGB เป็น Low- Σ CSLBs โดยตรงจากการจัดเรียงของอะตอม ต้องข้ามผ่านระดับพลังงานกระตุ้นที่สูงมาก ดังนั้นกระบวนการนี้มักจะเกิดขึ้นกับขอบเกรนที่เบี่ยงเบนจากขอบเกรนชนิดพิเศษเพียงเล็กน้อยเท่านั้น ผ่านกลไกการหมุนของระนาบขอบเกรน ควบคู่ไปกับการหมุนของเกรน ซึ่งสามารถทำได้โดยการอบขึ้นงานที่อุณหภูมิต่ำเป็นเวลานาน หลังจากการให้ความเครียดระดับต่ำ แต่ถ้าไม่ควบคุมปัจจัยรอบข้างให้ดีพอ อาจส่งผลทางลบจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของวัสดุได้



รูปที่ 3: การกระจายตัวของขอบเกรนแต่ละชนิดของชิ้นงาน

ก) 3%TR หลังการอบอ่อนที่ 900, 1000 and 1100°C ข) 3, 5, 10%TR หลังการอบอ่อนที่ 1000°C

ขอบเกรนทวินสามารถแบ่งเป็น Σ_3 เมื่อ {111} เป็นระนาบขอบเกรน และ Σ_{3C} ถ้าไม่ใช่ ซึ่ง Σ_{3C} ยังสามารถแบ่งออกได้อีก 3 แบบ (1) แบบสมมาตร เมื่อ {211} เป็นระนาบขอบเกรน (2) แบบไม่สมมาตร ถ้ามี $\langle 011 \rangle$ เป็น Zone axis (3) แบบทั่วไป [16] เนื่องจาก Σ_3 ทั้ง 2 แบบมีเลขดัชนี 60°/111 เหมือนกัน ทำให้ไม่สามารถแยกแยะขอบเกรน Σ_3 ออกจาก Σ_{3C} ได้ด้วยเทคนิค EBSD แบบค่าดัชนี 3 ตัวแปรอิสระ อย่างไรก็ตาม ภายใต้กล้องจุลทรรศน์แบบส่องแสง Σ_3 จะปรากฏเป็นเส้นตรงมากกว่า Σ_{3C}

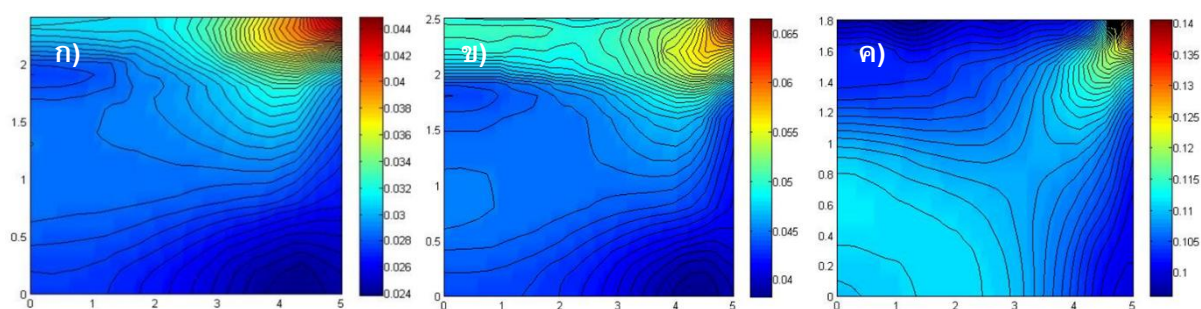
เมื่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจาก HAGB เป็น Low- Σ CSLBs โดยตรงนั้นเป็นไปได้ยาก กลไกสำคัญที่สามารถอธิบายการเพิ่ม F_{SB} จึงขึ้นอยู่กับกลไกระดับพลังงานกระตุ้นลงด้วยกลไก Twin-induced GBE ที่อาศัยแรงผลักดันจากพลังงานขอบเกรนส่วนเกินของดิสโลเคชันเกิดเป็นปฏิสัมพันธ์ระหว่างขอบเกรนขณะเคลื่อนที่ ณ จุดตัดสามเกรน ระหว่าง Σ_3 กับ Σ_3 ได้ Σ_9 หรือกับ Σ_9 ได้ Σ_{27} ดังสมการ (1) [17] โดยที่ m และ n เป็นเลขจำนวนเต็ม และ $m > n$ สำหรับความสัมพันธ์หลังสุด

$$\Sigma_3^m + \Sigma_3^n = \Sigma_3^{m+n} \text{ หรือ } \Sigma_3^{m-n} \quad (1)$$

ถ้าทั้งระดับพลังงานทางความร้อนและความหนาแน่นดิสโลเคชันยังสนับสนุน ขอบเกรนก็ยังคงเคลื่อนที่ไปพร้อมกับปฏิกิริยาที่จุดตัดสามเกรน เพื่อลดระดับพลังงานของระบบผ่านปฏิสัมพันธ์ระหว่างขอบเกรน

HAGB กับ Σ_3 หรือกับ Σ_9 จนกระทั่งมีการจัดเรียงตัวอะตอมใหม่เพื่อเปลี่ยนโครงสร้างจาก HAGB เป็น Σ_{3C} ซึ่งจะเกิดเร็วขึ้นที่อุณหภูมิสูงขึ้น อัตราการเปลี่ยนแปลงจาก Σ_1 เป็น Σ_{3C} ในการทดลองนี้มีค่าสูงที่ 1000°C อย่างไรก็ตาม Σ_{3C} ที่เพิ่งเกิดขึ้นกับมีความคล่องตัวลดลงเนื่องจากความหนาแน่นดิสโลเคชันที่สะสมลดลงระหว่างขบวนการ [13, 15]

จากรูปที่ 3k GBDC แปรผันตรงระหว่างสัดส่วนตามความยาวของ Σ_3 - Σ_9 - Σ_{27} กับอุณหภูมิการอบ แต่แปรผกผันกับสัดส่วนของ Σ_1 ยกเว้นการอบที่ 1100°C ซึ่งอาจมีค่าสูงเกินไป จากแบบจำลองโครงสร้างขอบเกรนในยุคแรก Σ_1 หรือ LAGB เกิดจากเรียงตัวเป็นแนวเดียวกันของเส้นดิสโลเคชัน ที่ระดับของความเครียดถาวรต่ำ ซึ่งสัดส่วนของ Σ_1 ก็สอดคล้องกับ %TR ซึ่งจะเห็นได้ว่าระดับของความเครียดถาวรที่ให้นอนแรกนั้นมีผลต่อ GBDC (รูปที่ 3ข) ทำให้ต้องพิจารณาการกระจายตัวของระดับความเครียดถาวรตลอดความหนาของชิ้นงานควบคู่กันไปด้วย จากผลการทดลองที่ว่า สัดส่วนของ F_{SB} มีค่าสูงสุดที่ 3%TR นั้น มีค่าน้อยจนกระทั่งระดับความเครียดถาวรเปรียบเทียบมีค่าแตกต่างกันระหว่างบริเวณผิวชิ้นงานกับภายในชิ้นงานสูง ขณะที่ชิ้นงาน 5 และ 10%TR มีกระจายตัวของระดับความเครียดถาวรที่สม่ำเสมอ (รูปที่ 4)



รูปที่ 4: การกระจายตัวค่าความเครียดถาวรของชิ้นงานทดสอบที่ ก) 3%TR ข) 5%TR ค) 10%TR

4. สรุป

กระบวนการทางความร้อน-ทางกล แบบบอบอ่อนหลังความเครียดต่ำ-หนึ่งขึ้น มีผลต่อ GBDC ใน SS316L เมื่อกำหนดให้วัสดุเริ่มต้นมีขนาดเกรนเฉลี่ย 103 μm และ 23.6% F_{SB} ผลการทดลองพบว่าที่ระดับความเครียดเริ่มต้น

เดียวกันที่ 3%TR การอบอ่อนที่ 1000°C สามารถเร่งปฏิกิริยาหลักระหว่างขอบเกรนทั่วไปกับขอบเกรนทวินได้ค่า F_{SB} สูงสุด โดยเริ่มจากการก่อตัวของ Σ_{3C} จาก Σ_1 สอดคล้องกับสัดส่วนที่ลดลงของ Σ_1 ที่อุณหภูมินี้ ขณะที่เดียวกันสัดส่วนของขอบเกรนชนิด Σ_{3C} ที่สูงขึ้นนั้นยิ่งเร่งให้ปฏิกิริยาเกิดระหว่างเกรนเร็วขึ้นและถี่ขึ้น ดังนั้น

เมื่อขึ้นงานถูกอบที่อุณหภูมิสูง ขอบเกรน $\Sigma_{3_{IC}}$ จะถูกเร่งให้เคลื่อนที่ได้ดีขึ้น ส่งเสริมปฏิสัมพันธ์ระหว่างขอบเกรนที่จุดเชื่อมต่อสามเกรน Σ_3 - Σ_3 - Σ_9 , Σ_3 - Σ_9 - Σ_{27} นอกจากนี้ผลดังกล่าวยังเร่งให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจาก HAGB เป็น Σ_9 , Σ_{27} อีกด้วย กลไกทั้งหมดนี้เอง จึงเป็นเหตุผลหลักที่ได้ค่า F_{SB} สูงสุด เมื่อขึ้นงานถูกอบอ่อนที่อุณหภูมิ 1000°C

5. กิตติกรรมประกาศ

งานวิจัยนี้ได้รับการสนับสนุนทางการเงินจาก กองทุนวิจัย สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง และโปรแกรม DEFORM จาก สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ

6. เอกสารอ้างอิง

- [1] V. Randle, The Measurement of Grain Boundary Geometry, Institute of Physics Publishing, Philadelphia, 1993.
- [2] I. Kaur, Y. Mishin, et al., Fundamentals of Grain and Interphase Boundary Diffusion. John Wiley & Sons, Chichester, 1995.
- [3] A. P. Sutton, "Grain-boundary structure," Int. Mater. Rev., Vol.29, pp.377-404, 1984.
- [4] E.R. Qian, Y.T. Chou, et al., "The structure dependence of grain boundary corrosion in niobium bicrystals," J. Less-Commn Met., Vol.134, pp.179-185, 1987.
- [5] G.S. Was, V. Thaveepungsriporn, et al., "Grain Boundary Misorientation Effects on Creep and Cracking in Ni-Based Alloys," JOM, Vol.50, pp.44-49, 1998.
- [6] E.M. Lehockey, D. Limoges, et al., "On improving the corrosion and growth resistance of positive Pb-acid battery grids by grain boundary engineering," J. Power Sources, Vol.78, pp.79-83, 1999.
- [7] B. Alexandreanu and G.S. Was, "The role of stress in the efficacy of coincident site lattice boundaries in improving creep and stress corrosion cracking," Scr. Mater., Vol.54, pp.1047-1052, 2006.
- [8] G.S. Was, J.K. Sung, et al., "Effects of grain boundary chemistry on the intergranular cracking behavior of Ni-16Cr-9Fe in high-temperature water," Metall. Trans. A, Vol.23A, pp.3343-3359, 1992.
- [9] M. Michiuchi, H. Kokawa, et al., "Twin-induced grain boundary engineering for 316 austenitic stainless steel," Acta Mater., Vol.54, pp.5179-5184, 2006.
- [10] V. Randle and H. Davies, "Evolution of microstructure and properties in alpha-brass after iterative processing," Metall. Mater. Trans. A, Vol.33, pp.1853-1857, 2002.
- [11] B.W. Bennett and H. W. Pickering, "Effect of Grain boundary structure in sensitization and corrosion of stainless steel," Metall. Trans. A, Vol.18A, pp.1117-1124, 1987.
- [12] H. Kokawa, M. Shimada, et al., "Grain-boundary structure and precipitation in sensitized austenitic stainless steel," JOM, Vol.52, pp.34-37, 2000.
- [13] X. Fang, K. Zhang, et al., "Twin-induced grain boundary engineering in 304 stainless steel," Mat. Sci. Eng. A, Vol.487, pp.7-13, 2008.
- [14] D. G. Brandon, "The structure of high-angle grain boundary," Acta Metall., Vol.14, pp.1479-1484, 1966.
- [15] W. Wang and H. Guo, "Effect of thermo-mechanical iterations on the grain boundary character distribution of Pb-Ca-Sn-Al alloy," Mat. Sci. Eng. A, Vol. 445-446, pp.155-162, 2007.
- [16] V. Randle, "Grain-boundary plane reorientation in copper," Philos. Mag. A, Vol.79, pp.305-316, 1999.
- [17] V. Randle, "Mechanism of twinning-induced grain boundary engineering in Low Stacking-Fault energy materials," Acta Mater., Vol.47, pp.4187-4196, 1999.